

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-277867

(43)Date of publication of application : 02.10.2003

(51)Int.Cl.

C22C 21/02
B22F 1/00
B22F 3/10
B22F 3/14
B22F 3/17
C22C 1/04

(21)Application number : 2002-088100

(71)Applicant : NIPPON LIGHT METAL CO LTD
TOYO ALUMINIUM KK

(22)Date of filing : 27.03.2002

(72)Inventor : INOUE ATSUSHI
OKANIWA SHIGERU
TSUCHIYA KENJI
KUSUI JUN

(54) ALUMINUM POWDER ALLOY HAVING EXCELLENT HIGH TEMPERATURE STRENGTH, METHOD OF PRODUCING PISTON FOR INTERNAL COMBUSTION ENGINE AND PISTON FOR INTERNAL COMBUSTION ENGINE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an aluminum alloy which has excellent high temperature strength, and is suitable for the production of a piston for an internal combustion engine by subjecting alloy powder having a specified componential composition and a specified particle diameter to hot forging.

SOLUTION: The alloy powder with a mean particle diameter of 20 to 90 μm comprises, by mass, 10 to 30% Si, 1 to 5% Fe, 2 to 8% Ni, 0.2 to 5% Cu and 0.2 to 2% Mg, and containing at least one or more kinds of metals selected from 0.1 to 2% Mn, 0.2 to 2% Zr and 0.05 to 0.4% Cr, and in which the ratio between Fe and Ni lies in the range of 1:1.25 to 1:2, and the balance substantially Al, and obtained by gas atomization is subjected to cold isostatic pressing. After that, the pressed body is heated at 350 to 450° C, and is subjected to pressure sintering by hot forging. Subsequently, a solution treatment and an artificial aging are performed to obtain the aluminum alloy having excellent high temperature strength.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

31.08.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

BEST AVAILABLE COPY

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-277867

(P2003-277867A)

(43) 公開日 平成15年10月2日 (2003. 10. 2)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	4 K 0 1 8
B 2 2 F 1/00		B 2 2 F 1/00	N
3/10		3/10	F
3/14	1 0 1	3/14	1 0 1 B
3/17		3/17	C
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 6 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2002-88100(P2002-88100)

(22) 出願日 平成14年3月27日 (2002. 3. 27)

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(71) 出願人 399054321

東洋アルミニウム株式会社

大阪府大阪市中央区久太郎町三丁目6番8号

(72) 発明者 井上 厚

東京都品川区東品川二丁目2番20号 日本
軽金属株式会社内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温強度の優れたアルミニウム粉末合金及び内燃機関用ピストンの製造方法並びに内燃機関用ピストン

(57) 【要約】

【目的】 特定の成分組成と平均粒径を有する合金粉末を熱間鍛造することにより内燃機関ピストンの製造に適した高温強度に優れたアルミニウム合金を製造する。

【構成】 質量%で、Si: 10~30%, Fe: 1~5%, Ni: 2~8%, Cu: 0.2~5%, Mg: 0.2~2%を含み、Mn: 0.1~2%, Zr: 0.2~2%, Cr: 0.05~0.4%のうちの少なくとも1種以上を含み、かつFe: Niの比が1:1.25~1:2の範囲にあって、残部が実質的にAlからなる組成をもち、ガスアトマイズ法で得られた平均粒径が20~90 μm合金粉末を、冷間静水圧成形した後、成形体を350~450℃まで加熱して熱間鍛造により加圧焼結し、その後溶体化処理と人工時効を行って、高温強度に優れたアルミニウム合金を得る。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、Si：10～30%、Fe：1～5%、Ni：2～8%、Cu：0.2～5%、Mg：0.2～2%を含み、Mn：0.1～2%、Zr：0.2～2%、Cr：0.05～0.4%のうちの少なくとも1種以上を含み、かつFe：Niの比が1：1.25～1：2の範囲にあって、残部が実質的にAlからなる組成をもつことを特徴とする高温強度の優れたアルミニウム粉末合金。

【請求項2】 質量%で、Si：10～30%、Fe：1～5%、Ni：2～8%、Cu：0.2～5%、Mg：0.2～2%を含み、Mn：0.1～2%、Zr：0.2～2%、Cr：0.05～0.4%のうちの少なくとも1種以上を含み、かつFe：Niの比が1：1.25～1：2の範囲にあって、残部が実質的にAlからなる組成をもち、ガスアトマイズ法で得られた平均粒径が20～90 μ mのアルミニウム合金粉末を、冷間静水圧成形した後、成形体を350～450℃まで加熱して熱間鍛造により加圧焼結し、その後溶体化処理と人工時効を行うことを特徴とする内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項3】 冷間静水圧成形後、成形体を真空中において520～570℃まで加熱しその温度で1時間以上保持して脱ガスと予備焼結を行った後、さらに熱間鍛造する請求項2に記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項4】 冷間静水圧成形後、成形体を放電プラズマ焼結した後、さらに熱間鍛造する請求項2に記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項5】 熱間鍛造の前に、成形体を350～500℃の範囲で熱間押出加工する請求項2～4のいずれか1に記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項6】 請求項2～5のいずれか1に記載の製造方法で製造され、250℃における引張り強度が200MPa以上である内燃機関用ピストン。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、内燃機関用ピストン等に使用される高温での強度に優れたアルミニウム粉末合金とその粉末合金を使用しての内燃機関用ピストンを製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、内燃機関に使用されるピストンは、アルミニウム合金の鑄造材や押出材を鍛造加工したものが主に用いられてきた。自動車の軽量化や高性能化が要求されるようになってくると、ピストンの薄肉化や形状の複雑化が要求されるようになってきている。そしてピストン用合金に関しても、より高い強度が要求されるようになってきた。しかし、アルミニウム合金鑄物を鍛造したものでは、要求される特性を満たすのが次第に難しくなってきた。そのため、近年アルミニウム合金の

粉末を鍛造してピストンを製造することが提案されている（特開平6-65660号公報）。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】自動車の軽量化や高性能化の要求がさらに強まるとともに、エンジンの燃焼温度の高温化による高出力化や燃費向上も図られるようになってきた。そのため、ピストン用アルミニウム合金に対しても、より高強度、特に250℃以上の高温における高強度が求められるようになってきた。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、内燃機関用ピストンの製造に適した高温強度に優れたアルミニウム合金を、特定の合金粉末を熱間鍛造することにより製造しようとするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明の高温強度の優れたアルミニウム粉末合金は、その目的を達成するため、質量%で、Si：10～30%、Fe：1～5%、Ni：2～8%、Cu：0.2～5%、Mg：0.2～2%を含み、Mn：0.1～2%、Zr：0.2～2%、Cr：0.05～0.4%のうちの少なくとも1種以上を含み、かつFe：Niの比が1：1.25～1：2の範囲にあって、残部が実質的にAlからなる組成をもつことを特徴とする。

【0005】上記組成を持ち、ガスアトマイズ法で製造されて平均粒径20～90 μ mとしたアルミニウム合金粉末を冷間静水圧成形した後、成形体を350～450℃まで加熱して熱間鍛造により加圧焼結し、その後溶体化処理と人工時効を行って、内燃機関用ピストンを製造する。冷間静水圧成形後、成形体を真空中において520～570℃まで加熱しその温度で1時間以上保持して脱ガスと予備焼結を行ったり、成形体を放電プラズマ焼結を行った後、熱間鍛造することが好ましい。さらに、熱間鍛造の前に、成形体を350～500℃の範囲で熱間押出加工することもできる。このような製造方法で製造された内燃機関用ピストンは、250℃において200MPa以上の引張り強度を有している。

【0006】ところで、内燃機関用のピストンにあっては、最も強度が必要とされるピンボス部（ピストンピンが入る穴部）近傍は、約250℃に達するまでの高温に晒されることになる。したがって、この温度での強度、特に疲労強度が必要である。250℃において100MPa以上の疲労強度をもつ素材があれば、種々の設計要素を考慮してピストンの薄肉化が達成でき、高性能ピストンの実用化が可能となる。急冷凝固粉末を熱間鍛造したアルミニウム合金においては、引張り強度と疲労強度の比は概ね2：1になっている。したがって、250℃において200MPaという引張り強度が、開発の目標値となる。

【0007】

【作用】晶出物等の金属間化合物は、強度が高いが、非

常に脆い性質を持つ。したがって粗大な金属間化合物を内包する合金は、外部から応力を受けると粗大な金属間化合物が脆性破壊し、ここが起点となって合金中に亀裂が進展する。そのため、粗大な金属間化合物は合金の強度を低下させる要因の一つとなっている。本発明合金のような組成の合金においても、ガスアトマイズ法なる急冷凝固法により合金粉末を製造する際の凝固時に晶出するAl-Ni-Fe系晶出物を微細にすることにより高温での強度を高くすることができる。晶出物を微細にする方法としては、凝固時の冷却速度をより速くする、すなわち、合金粉末の粒径を小さくすることが考えられる。

【0008】そして、近年自動車用のピストンに要求されているような高温高強度を得るためには、通常ガスアトマイズ法等の急冷凝固法によって得られる冷却速度よりさらに速い冷却速度で冷却し、晶出物の大きさをさらに小さくした合金粉末を製造する必要がある。しかし、現在行われているガスアトマイズ法等により得られる冷却速度より速い冷却速度を得ようとするとコストが掛かってしまう。

【0009】そこで、本発明者等は、本発明合金のような組成の合金において、通常ガスアトマイズ法で得られる冷却速度で、晶出物の微細化手法について検討した。その結果、本発明合金のような組成の合金において、Fe:Niの比を1:1.25~1:2とすると、通常ガスアトマイズ法で冷却してもAl-Fe-Niが共晶組織となり、そのためAl-Fe-Ni系の晶出物は十分に微細なものとなることを確認した。そして、合金粉末製造時の晶出物を微細化することができたことにより、焼結後の組織の粗大化を抑制し、強度、特に高温強度を高くすることができた。

【0010】

【実施の態様】本発明においては、強度、耐熱性、熱膨張係数等の観点から、次のような合金設計を採用している。なお、「%」表示は、特に示さない限り「質量%」を意味している。

Si:10~30%

Siは、組織中にSi粒子として微細に分散し、耐摩耗性やヤング率を向上させるとともに、熱膨張係数を小さくする元素であり、その効果は10%以上で顕著になり、逆に30%を超えると伸びが低下してしまう。また、Siの一部は、時効の際にMgとともにMg-Si系析出物を形成し、強度を向上させる作用も有している。

【0011】Fe:1~5%、Ni:2~8%、Fe:Ni=1:1.25~1:2

FeとNiは、アルミニウム合金中でAl-Ni-Fe系の晶出物を形成して強度、特に高温での強度を向上させる元素である。ヤング率を向上させる作用をも有している。その効果はFe:1%以上、Ni:2%以上の含

有で顕著になる。逆に5%より多いFe、8%より多いNiを含有すると粗大な晶出物が形成され、伸びが低下することになる。そして、Fe:Niの組成比を1:1.25~1:2の範囲にすると、凝固時のAl-Ni-Fe系晶出物を微細化し、強度と耐食性を向上させることができる。

【0012】Cu:0.2~5%

Cuは、時効の際にAl-Cu系析出物を形成し、強度を向上させる元素である。含有量が0.2%に満たないとその効果は小さく、逆に5%を超えると析出物が粗大化し、伸びや耐食性が低下することになる。

【0013】Mg:0.2~2%

Mgは、時効の際にSiとともにMg-Si系析出物を形成し強度を向上させる作用を有している。この効果は0.2%以上の含有により顕著になる。しかしその含有量が2%を超えると伸びが低下するとともに、押出性等の加工性が悪くなる。

【0014】Mn:0.1~2%、Zr:0.2~2%、Cr:0.05~0.4%のうち少なくとも1種以上

Mn、Zr、Crは強度、特に高温での強度を向上させる作用を有しており、その効果はMn≥0.1%、Zr≥0.2%、Cr≥0.05%で顕著になる。しかし、Mn:2%、Zr:2%、Cr:0.4%を超えて含有させると、伸びが低下する。

【0015】平均粒径:20~90μm

合金粉末を成形後熱間鍛造して高強度の製品を製造するためには、晶出物の粗大化を抑制する必要がある。そのため、粉末製造時の凝固させる際の冷却速度を速くすることが有効である。すなわち、使用粉末の平均粒径は細かくしておくことが有利である。平均粒径20μm未満の粉末も冷却速度を速くすると言った観点からは好ましいが、通常ガスアトマイズ法等の急冷凝固法で製造できない。また、平均粒径が90μmを超えると、凝固後の冷却速度は遅くなって粉末中の晶出物が粗大化しやすくなり、ピストンに要求されている250℃で200MPaの引張り強度を得ることが難しくなる。平均粒径20~90μmの合金粉末は、例えば、900~1000℃に保持された合金溶湯を、圧縮空気を用いて高速に噴出させることにより製造することができる。

【0016】冷間静水圧成形

得られたアルミニウム合金粉末を、粉末のまま加熱すると粉末あるいは粉塵に着火する危険がある。熱間での塑性加工や焼結を行う際の着火を防止するために、予め冷間静水圧成形で仮の成形を行っておく必要がある。成形体密度は、60~80%程度にすることが好ましい。60%に満たないと壊れやすく、80%を超える密度に固化するためには高圧が必要となって、コストが高くなる。60%以上の密度を得るには、9.8×10⁷MPa以上の圧力を加えることが好ましい。

10

20

30

40

50

【0017】真空中での加熱・保持

上記冷間静水圧成形を行った仮の成形体は水分やガスを吸蔵している。その仮成形体を加熱鍛造するとガスが抜けきれず、鍛造体中に内蔵されたままとなって、鍛造体に欠陥となって現れることになる。そこで、成形体中に含まれていた水分やガスを除去するために真空中で加熱・保持することが好ましい。また、真空中で加熱して仮成形体を予備焼結しておくと、誘導加熱が可能となり、熱間鍛造や押出加工の前の加熱が行いやすくなる。その加熱温度が520℃に満たないと、ガスの除去および焼結に時間がかかりすぎ経済的でない。逆に570℃を超える温度で加熱・保持するとアルミニウム合金の組織が粗大化し、機械的強度が低下する。また、加熱保持時間が1時間に満たないと十分な脱ガスおよび予備焼結ができず、加熱・保持の意味がない。さらに、真空圧力としては、成形体の酸化を抑えるためには低くするほど好ましいが、通常の操業では1.3Pa×10¹Pa以下にすることが望ましい。なお、大気中で冷却すると酸化してしまうので、200℃以下になるまでは、真空中、あるいは不活性ガス雰囲気中で冷却することが好ましい。

【0018】放電プラズマ焼結

熱間鍛造を行いやすくなるための脱ガスと予備焼結を行わせるために、放電プラズマ焼結を行ってもよい。放電プラズマ焼結は、粉末成形体に高電流を流して焼結を行う方法で、電流は粉末表面を流れて粉末表面に吸着している水分などを蒸発させて粉末表面を清浄化するとともに、粉末表面を加熱して焼結させる。電流が粉末表面を流れることにより、粉末内部の温度が上がり難く焼結が短時間に行われるので、急冷凝固組織が維持できるというメリットがある。最適焼結条件は、仮成形体のサイズによって異なるが、5000A以上で5分以上通電し、成形体表面温度を300℃以上になるようにすることが好ましい。

【0019】熱間押出

予備焼結した成形体をそのまま鍛造加工すると、鍛造品*

表1：供試材の成分組成

区分	組成 (質量%)					
	Si	Fe	Ni	Cu	Mg	Mn
本発明合金	17	3	5	3.5	0.5	0.5
比較合金1	17	5	3	3.5	0.5	0.5
比較合金2	17	6	—	3.5	0.5	0.5

【0023】得られた成形体を真空中において530℃まで加熱し、3時間保持し、脱ガスおよび予備焼結を行った後、真空を保持したまま常温まで冷却した。その後、成形体を大気中で450℃まで加熱し、コンテナ温度を400℃まで上げていた押出機で熱間押出を行った。得られた押出材を400℃まで加熱し、予め400℃まで加熱しておいた鍛造金型にセットして、鍛造圧力

*の形状によっては粉末が流動不能な部分が生じる場合がある。そして、十分に加圧焼結されず、十分な機械的特性が得られない部分が生じる場合がある。そこで、鍛造の前に押出成形を行い、成形体全体を予備的に加圧焼結した状態としておくことが好ましい。熱間押出は、成形体を350～500に加熱して行うことが好ましい。350℃に満たない温度では押出抵抗が大きく、押出が困難になる。逆に押出温度が500℃を超えると晶出物等の金属間化合物が粗大化し、機械的特性を低下させることになる。

【0020】熱間鍛造

予備焼結あるいは熱間押出加工された成形体は、目的とする製品形状にするために、熱間鍛造により加圧焼結される。成形体は、鍛造前に350～450℃に予熱しておくことが好ましい。350℃に満たないと鍛造の際の抵抗が大きく、成形体が割れてしまうことがある。逆に450℃を超えると晶出物等の金属間化合物が粗大化し、機械的特性を低下させることになる。同じ理由で、金型温度も350～450℃に予熱しておくことが好ましい。鍛造圧力は、十分に焼結させるため、高い方が好ましい。特にピストンのように高強度を要求されるものについては、400MPa以上の鍛造圧力で鍛造することが好ましい。

【0021】

【実施例】実施例1

次に、本発明を実施例により具体的に説明する。表1に示す成分組成を有するアルミニウム合金粉末を、ガスアトマイズ法（条件：溶湯温度950℃、圧縮空気圧力9.8×10¹Paでコンファインタイプのノズルを用いた。）により、平均粒径が60μmになるように製造した。得られた合金粉末を10分間で1.5×10²MPaまで昇圧し、1分間保持後5分で大気圧まで降圧する条件で冷間静水圧成形し、成形密度75%で直径30mmの円筒状成形体を成形した。

【0022】

700MPaでピストン形状への熱間鍛造を行った。得られた鍛造材に、T6処理（510℃×2hr→水焼き入れ→180℃×6hr）を施した。

【0024】得られた鍛造熱処理材のピストン天井部から試験片を採取し、常温および250℃で引張試験を行った。なお、250℃で引張試験を行う試料については、250℃で100時間保持した後、250℃の雰囲気

気で引張試験を行った。その結果を、表2に示す。表2からもわかるように、常温での引張強度や耐力は同程度であるが、250℃での引張強度や耐力は、本発明合金の方が高くなっている。粉末状態および押出後の晶出物の平均粒径を画像処理装置にて測定したところ、本発明合金では、粉末状態で0.1μm、押出加工後1μmと微細であったのに対して、比較合金1では、粉末状態で1μm、押出加工後4μm、比較合金2では、粉末状態で2μm、押出加工後8μmと大きくなっていることが確認できた。比較合金1では、Ni量がFe量に比べて*10【0025】

表2：供試材の機械的特性（その1）

区分	室温			250℃		
	引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
本発明合金	500	410	1.5	245	195	4.5
比較合金1	499	408	1.6	190	135	6.7
比較合金2	489	428	1.5	183	129	5.9

【0026】実施例2

表1に記載の本発明合金について、アトマイズ条件を変えて平均粒径80μm（本発明例）と120μm（比較例）のアルミニウム合金粉末を製造した。得られた合金粉末を30分間で1.5×10²MPaまで昇圧し、3分間保持後20分で大気圧まで降圧する条件で冷間静水圧成形し、成形密度73%で直径90mmの円筒状成形体を成形した。得られた成形体を、電流7000A、通電時間6分、表面温度400℃の条件でプラズマ焼結して予備焼結体を得た。得られた予備焼結体を400℃まで加熱し、予め300℃まで加熱しておいた鍛造金型にセットして、鍛造圧力700MPaでピストン形状への熱間鍛造を行った。得られた鍛造材に、T6処理（510℃×2hr→水焼き入れ→180℃×6hr）を施した。

※

表3：供試材の機械的特性（その2）

区分	室温			250℃		
	引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
本発明例	497	403	1.9	285	197	4.8
比較例	465	389	2.3	197	165	6.9

【0029】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明では、特定の成分組成を有し、特にFe：Niの比が所定範囲にあって、ガスアトマイズ法で製造したアルミニウム合金粉末を原料粉として焼結することにより、粉末製造時に微細に晶出させたAl-Fe-Ni系晶出物を焼結後も

* 少ないため粉末段階での晶出物の大きさが大きく、さらに比較合金2では、Niを含んでいないために粉末段階での晶出物の大きさがさらに大きくなっているために、熱間押出材中の晶出物サイズが大きくなって機械的特性を低下させていると推測される。これらのことから、本発明合金では、粉末中の晶出物の大きさを小さくしたため、鍛造品中の晶出物等の大きさを小さくすることができ、その結果α相が細かく分断された鍛造材となっているので、機械的特性が向上していると思われる。

20※【0027】得られた鍛造熱処理材について、実施例1と同様に常温および250℃で引張試験を行った。なお、250℃で引張試験を行う試料については、250℃で100時間保持した後、250℃の雰囲気中で引張試験を行った。その結果を、表3に示す。表3からもわかるように、本発明例である平均粒径80μmの粉末を使用した鍛造材の方が、平均粒径120μmの合金粉末を使用した鍛造材よりも引張強度および耐力が高くなっている。平均粒径を小さくした合金粉末は粉末製造時の冷却速度が速く、晶出した晶出物が微細になっており、焼結鍛造後もさほど大きくなり、その結果α相が細かく分断された鍛造材となっているので、機械的特性が向上している。

【0028】

粗大化させずに、微細なAl-Fe-Ni系晶出物の作用で高温強度を高めることができた。この技術を、アルミニウム合金粉末を熱間鍛造して自動車用ピストンを製造する際に使用すると、高温強度にすぐれたものを製造することができる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	タームコード (参考)
C 2 2 C 1/04		C 2 2 C 1/04	C
(72)発明者 岡庭 茂 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号 日本軽金属株式会社グループ技術センター 内		(72)発明者 土屋 健二 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号 日本軽金属株式会社グループ技術センター 内	
		(72)発明者 楠井 潤 滋賀県蒲生郡日野町大字大谷字東山34114 東洋アルミニウム株式会社日野工場内	
		F ターム (参考) 4K018 AA16 BA08 BB04 CA23 EA22 EA32 EA44 FA08 KA08	